

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-309850

(43)Date of publication of application : 07.11.2000

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C21D 8/06
C22C 38/58

(21)Application number : 11-245619 (71)Applicant : NATL RES INST FOR METALS
KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 31.08.1999 (72)Inventor : HAYASHI TORU
TORITSUKA SHIRO
TSUZAKI KANEAKI
NAGAI HISASHI

(30)Priority

Priority number : 11052008 Priority date : 26.02.1999 Priority country : JP

(54) HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS ROD MATERIAL AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a high strength and high toughness rod material by controlling the diameter or the length of the minor axis to the value equal to or above a specified one and allowing it to have a structure of ferritic grains in which the average grain size is controlled to the value equal to or below a specified one in the whole of the T cross-section as well as carbides.

SOLUTION: The diameter or the length of the minor axis is controlled to ≥ 5 mm, and the average grain size of the ferritic grains is controlled to $\leq 2 \mu\text{m}$. The ferritic grain structure is composed of fine equi-axed ferritic grains, and the volume ratio of carbides including cementite is preferably controlled to $\leq 20\%$. The chemical compsn. of the steel is preferably composed of, by mass, $\leq 0.80\%$ Si, 0.05 to 3.0% Mn and $\leq 0.10\%$ Al. The T cross-section denotes the one vertically cut in the longitudinal direction of the rod. It is produced by subjecting the steel to multipass hole type rolling at 400°C to Ac3. By successively passing it through passes with different hole shapes of the square, ellipse or the like or rotatively inserting the material even if the hole shapes have the similar figures and executing rolling so

as to cause deformation other than the similar figures, the conversion of the structure of the horizontally cut L cross-section into the equi-axed one is also made possible.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 12.10.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-309850

(P2000-309850A)

(43)公開日 平成12年11月7日 (2000.11.7)

(51)Int.Cl.⁷
C 22 C 38/00
C 21 D 8/06
C 22 C 38/58

識別記号
301

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 8/06
C 22 C 38/58

デマコド(参考)
301Y 4K032
A

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平11-245619
(22)出願日 平成11年8月31日(1999.8.31)
(31)優先権主張番号 特願平11-52008
(32)優先日 平成11年2月26日(1999.2.26)
(33)優先権主張国 日本 (JP)

(71)出願人 390002901
科学技術庁金属材料技術研究所長
茨城県つくば市千現一丁目2番1号
(71)出願人 000001258
川崎製鉄株式会社
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28
号
(72)発明者 林 透
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学
技術庁金属材料技術研究所内
(74)代理人 100093230
弁理士 西澤 利夫

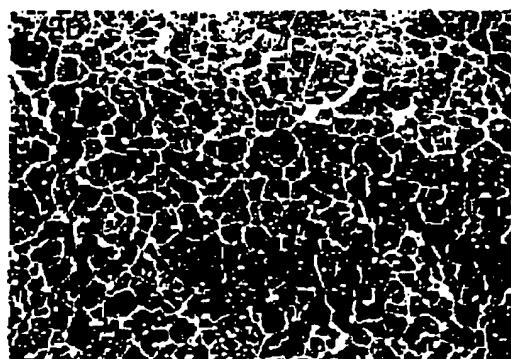
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度・高韌性棒材とその製造方法

(57)【要約】

【課題】 直径または短辺の長さが5mm以上の棒材として、フェライト平均粒径2μm以下である高強度・高韌性鋼材を提供する。

【解決手段】 400°C以上Ac3以下の温度域において、鋼材を多パス穴型圧延することによって、T断面全体の組織が、平均粒径2μm以下のフェライトおよび炭化物からなる微細等軸フェライト粒組織の高強度・高韌性棒材とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 直径または短辺の長さが5mm以上で、T断面全体において、炭化物とともに平均粒径2μm以下のフェライト粒組織を有することを特徴とする高強度・高韌性棒材。

【請求項2】 微細等軸フェライト粒組織を有する請求項1の高強度・高韌性棒材。

【請求項3】 鋼材の化学組成として、セメンタイトを含めた炭化物の体積率が20%以下となる炭素(C)量を有する請求項1または2の高強度・高韌性棒材。

【請求項4】 鋼材の化学組成として、Si:0.80mass%以下、Mn:0.05~3.0mass%、Al:0.10mass%以下を包含する請求項3の高強度・高韌性棒材。

【請求項5】 鋼材の化学組成として、さらに、Cu:0.05~2.5mass%、Ni:0.05~3.0mass%、Ti:0.005~0.1mass%、Nb:0.005~0.1mass%、V:0.005~0.1mass%、Cr:0.01~3.0mass%、Mo:0.01~1.0mass%、W:0.01~0.5mass%、Ca:0.001~0.01mass%、REM:0.001~0.02mass%、B:0.0001~0.006mass%のうち1種または2種以上を包含する請求項4の高強度・高韌性棒材。

【請求項6】 請求項1ないし5のいずれかの棒材の製造方法であって、400°C以上Ac3以下の温度域において、鋼材を多パス穴型圧延することを特徴とする高強度・高韌性棒材の製造方法。

【請求項7】 多パス穴型圧延において、圧延中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴う請求項6の高強度・高韌性棒材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この出願の発明は、高強度・高韌性棒材とその製造方法に関するものである。さらに詳しくは、この発明は、棒あるいはパイプ等の鋼製品として有用な、溶接性に優れた、高強度・高韌性棒材とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術とその課題】従来より、フェライト結晶粒径の微細化は、鋼の韌性を向上させる有力な高強度化手段として知られている。

【0003】そこで、微細化に関する研究が様々な工夫として行われてきており、大気圧下・急冷による方法(CAMP-ISIJ Vol.11(1998), p.1017)や、逆変態を利用する方法(特開昭58-58224)、繰り返し重ね接合圧延による方法(CAMP-ISIJ Vol.11(1998), p.1035)、あるいは、この発明の発明者らによる温間加工・再結晶による方法(CAMP-ISIJ Vol.11(1998), p.1031)等の様々な

方法が提案されている。

【0004】これら従来の手法により、微細なフェライト粒主体組織が生成可能になったが、従来の方法で得られた微細組織鋼は薄肉材であり、断面全体が公称粒径2μm以下のフェライト主体組織からなり、たとえば直径または短辺の長さが5mm以上の棒材を製造することができない等の問題があった。

【0005】そこで、この出願の発明は、以上のとおりの問題を解消し、直径または短辺の長さが5mm以上の棒材において、鋼全体の組織が均一であり、フェライト平均粒径が2μm以下である高強度・高韌性棒材を提供することを課題としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】この出願の発明は、上記の課題を解決するものとして、まず第1には、直径または短辺の長さが5mm以上で、T断面全体において、炭化物とともに平均粒径2μm以下のフェライト粒組織を有することを特徴とする高強度・高韌性棒材を提供する。

【0007】また、この出願の発明は、第2には、微細等軸フェライト粒組織を有する前記の高強度・高韌性棒材を、第3には、鋼材の化学組成として、セメンタイトを含めた炭化物の体積率が20%以下となる炭素(C)量を有する前記いずれかの高強度・高韌性棒材を、第4には、鋼材の化学組成として、Si:0.80mass%以下、Mn:0.05~3.0mass%、Al:0.10mass%以下を包含する前記第3の高強度・高韌性棒材を、第5には、鋼材の化学組成として、さらに、Cu:0.05~2.5mass%、Ni:0.05~3.0mass%、Ti:0.005~0.1mass%、Nb:0.005~0.1mass%、V:0.005~0.1mass%、Cr:0.01~3.0mass%、Mo:0.01~1.0mass%、W:0.01~0.5mass%、Ca:0.001~0.01mass%、REM:0.001~0.02mass%、B:0.0001~0.006mass%のうち1種または2種以上を包含する前記第4の高強度・高韌性棒材を提供する。

【0008】そしてまた、この出願の発明は、第6には、第1ないし第5のいずれかの棒材の製造方法であって、400°C以上Ac3以下の温度域において、鋼材を多パス穴型圧延することを特徴とする高強度・高韌性棒材の製造方法を、第7には、多パス穴型圧延において、圧延中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴う請求項6の高強度・高韌性棒材の製造方法を提供する。

【0009】なお、この発明における「T断面」とは、棒の長手方向に対して垂直に切断した断面であり、「L断面」とは水平に切断した断面を意味している。以下の説明においても同様である。

【0010】

【発明の実施の形態】この出願の発明における高強度・高韌性棒材は、鋼材として、T断面全体において、炭化物とともに平均粒径2μm以下のフェライト粒組織を有することを特徴としているが、より好ましくは、微細等軸フェライト粒組織を有し、また、直徑もしくは短辺の長さが5mm以上の棒材である。

【0011】この発明の以上のとおりの特徴のある棒材は、高強度であるとともに、韌性にも優れ、溶接性の良好なものである。そして、以上のとおりの棒材は、400°C以上Ac3以下の温度域において、鋼材を多パス穴型圧延することにより製造することができる。ここで、多パス穴型圧延についてその概要を説明すると、例えば、図1に示したように、同じ形状で異なる孔径のパスを有する圧延ロールを用いて、鋼材を順次細径パスへ挿入し減面伸長させる圧延である。パスの形状については図1の四角形でなくてもよく、円形、楕円形、三角形等の各種であってよい。

【0012】特に、四角形、楕円形等の穴形状が異なるパスを順次通すか、あるいは、穴形状は相似形であっても試料を回転させて圧延機に挿入することで、圧縮中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴うように圧延することにより、T断面だけでなく、L断面の組織も等軸化することが可能である。穴形状は相似形であっても、試料を回転させて圧延機に挿入することで、圧縮中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴うというのは、例えば、正方形の穴に正方形の断面を持つ試料を通して、穴と試料の角を合わせる場合は試料は相似変形するが、この場合とは異なり、穴の辺の中央と試料の角を合わせて通すと、試料の断面は圧延中に一旦、八角形となり最終的に正方形となる加工形態をいう。このように、試料に捏ねるような変形を加えることがL断面のフェライト粒の等軸化に有効である。また菱形状のパスを用い、試料をこれらのパスに順次通す場合において、試料を90°ずつ回転しながら、長軸と短軸部分が交互に繰り返し揉まれるように挿入することもできる。この場合もL断面組織を等軸化することができる。このように、いずれの方向から見ても等軸である微細フェライト粒組織からなる棒材は、機械的性質の異方性も極めて小さい。

【0013】鋼材をフェライト域あるいはフェライト-オーステナイト2相域(400°C~Ac3)で温間穴型圧延することによって、2μm以下のフェライト粒を得るために、2μm以下の間隔で局所的に結晶粒子を回転させ、それぞれの領域を別々の結晶方位を有するフェライト粒とすることが必要であり、そのためには多軸加工が有効である。この発明の前記の多パス穴型圧延はこの必要性に対応しているものである。

【0014】穴型圧延により棒材を製造する理由は、穴型が径の異なる多段の谷状ロールからなっており、1回のパスにおいて多軸加工されること、連続パスにおいて材料を90°回転させて挿入すると多軸加工の効果が一

層発揮できることから、局所的格子回転が起こりやすくなり組織微細化に有利でかつ工程が簡単であるためである。

【0015】また、穴型圧延の温度を400°C以上Ac3以下の温度域に設定する理由は、400°C未満では加工中もしくはパス間での転位の再配列が困難であるため、単に加工フェライト組織となり等軸化しない。また、Ac3以上では結晶粒の成長が速くなり、組織が粗大化してしまうためである。

【0016】なお、この加工熱処理後の冷却の方法については特に限定されることはない。なお、この発明においては、棒材に含まれる成分は以下の範囲であることが好ましい。

【0017】C量は、セメントイトを含む炭化物の体積率で規定する。炭化物量20v01%を越えると韌性が著しく劣化するため、炭化物量20v01%以下が適当である。

【0018】Siは0.80mass%を越えて添加すると溶接性を害するためにSiの添加範囲は0.80mass%以下とするのが適当である。Mnは強度確保のため、0.05mass%以上が望ましい。しかし、より多く添加すると溶接性を著しく劣化するためMnの添加量の範囲は0.05~3.0mass%とするのが適当である。

【0019】Alは0.10mass%を越えて添加した場合には鋼の清浄度が劣化するため、好ましくは、Alの添加量の範囲は0.10mass%以下とするのが適当である。

【0020】Cuは0.05mass%以上添加すれば、析出強化および固溶強化により強度を向上させるのに有効となるが、2.5mass%を越えて添加すると溶接性が劣化するため、好ましくは、Cuの添加量は0.05~2.5mass%とするのが適当である。

【0021】Niは0.05mass%以上添加すると、強度向上および韌性向上のために有効であるが、3.0mass%を越えて添加しても強度向上の効果が小さいため、好ましくは、Niの添加量の範囲は0.05~3.0mass%とするのが適当である。

【0022】Tiは0.005mass%以上の添加によるTi(C, N)の析出により局所的格子回転の促進、再結晶粒の成長抑制の効果があるが、0.1mass%を越えて添加してもその効果が飽和するため、好ましくは、Tiの添加量の範囲は0.005~0.1mass%とするのが適当である。

【0023】Nbは0.005mass%以上の添加によるNb(C, N)の析出により局所的格子回転の促進、再結晶粒の成長抑制の効果があるが、0.1mass%を越えて添加してもその効果が飽和するため、好ましくは、Nbの添加量の範囲は0.005~0.1mass%とするのが適当である。

【0024】Vは0.005 mass%以上の添加での析出により局所的格子回転の促進、再結晶粒の成長抑制の効果があるが、0.1 mass%を越えて添加してもその効果が飽和するため、Vの添加量の範囲は0.005~0.1 mass%とするのが適当である。

【0025】Crは0.01 mass%以上添加することによって炭化物を形成し、局所的格子回転の促進、再結晶粒の成長抑制の効果があるが、3.0 mass%を越えて添加してもその効果が飽和するため、Crの添加量の範囲は0.01~3.0 mass%とするのが適当である。

【0026】Moは0.01 mass%以上添加することによって炭化物を形成し、局所的格子回転の促進、再結晶粒の成長抑制の効果があるが、1.0 mass%を越えて添加してもその効果が飽和するため、好ましくは、Moの添加量の範囲は0.01~1.0 mass%とするのが適当である。

【0027】Wは0.01~0.5 mass%の範囲内であることが好ましい。Wは0.01 mass%以上の添加で強度の上昇に効果があるが、0.5 mass%を越えて添加すると韌性が劣化するために、好ましくは、Wの添加量の範囲は0.01~0.5 mass%とするのが適当である。

【0028】Caは0.001 mass%以上の添加によって硫化物系介在物の形態制御の効果があるが、0.01 mass%を越えて添加すると鋼中介在物を形成し、鋼の性質を悪化させるため、Caの添加量の範囲は0.001~0.01 mass%とするのが適当である。

【0029】REMは0.001 mass%以上の添加でオーステナイト粒の粒成長を抑制し、オーステナイト粒微細化の効果があるが、0.02 mass%を越えて

添加すると鋼の清浄度を損なうため、REMの添加量の範囲は0.001~0.02 mass%とするのが適当である。

【0030】Bは0.0001~0.006 mass%の範囲内であることが好ましい。Bは0.0001 mass%以上の添加によって、鋼の焼入性を著しく高め、強度向上に有効であるが、0.006 mass%を越えて添加すると、B化合物を形成して、韌性を劣化させるので、好ましくはBの添加量の範囲は、0.0001~0.006 mass%とするのが適当である。

【0031】この発明は、上記の通りの構成によって鋼材全体の組織が均一であり、フェライト平均粒径が2μm以下である鋼材の実現を可能にする高強度棒材とその製造方法を提供するものであるが、その構成および作用効果の特徴についてさらに詳しく以下の実施例に沿って説明する。もちろんこの発明は以下の例によって限定されるものではない。

【0032】

【実施例】実施例1

それぞれの化学組成が、

A鋼: C/0.048, Si/0.006, Mn/1.95, P/0.019, S/0.001, Al/0.032 (mass%)

B鋼: C/0.16, Si/0.39, Mn/1.43, P/0.006, S/0.0020, Al/0.030 (mass%)

C鋼: C/0.42, Si/0.18, Mn/0.68, P/0.013, S/0.006 (mass%)

である3種類の鋼材 (30×30×120mm) を表1に示した条件によって加工熱処理した。

【0033】

【表1】

鋼	前処理	溝ロール減面率(%)	UYS (MPa)	LYS (MPa)	TS (MPa)	U.EL (%)	T.EL (%)	vTrs (C)	結晶粒径(μm)	備考
A	1100°C×60s水冷	85	631	589	519	7.3	16.3	-151	1.18	範例
A	1100°C×60s空冷	86	686	539	587	9.0	16.3	-127	1.63	◆
B	1100°C×60s水冷	85	649	601	580	11.3	21.3	<-196	0.93	◆
B	•	90	730	685	724	7.3	14.1	—	0.79	◆
C	•	85	662	649	762	7.3	34.2	-91	0.73	◆
C	•	90	761	731	803	5.0	30.3	—	—	◆
B	1000°C×1h→80%熱間圧延	350	330	514	16.9	27.6	-60	6.77	比較	

【0034】なお、加工は640°Cに再加熱し、300s保持後、1パス減面率約10%の溝ロール圧延と640°Cの炉で300sの保持を繰り返して全減面率が85%あるいは90%になるようにした。その後水冷した。最終断面形状は85%減面材が11.8mm角、90%減面材が9.6mm角であった。

【0035】添付した図2~4は、代表例として、B鋼で減面率が85%の溝ロール圧延を行った試料のミクロ組織を示したものである。T断面は、表面近傍(図2)、1/4D(図3)、中心(図4)の各々で0.79~0.93μmの微細なフェライト粒および炭化物組

織であった。そして断面全面の組織は、図2~4に見られるように均一であった。

【0036】この発明の実施例によって製造された棒材は、500MPa以上のTS、5%以上の均一のび、かつ-90°C以下の脆性遷移温度の優れた性質を示した。表1中には、比較としてB鋼を板圧延して得た試料の機械的性質を示しているが、B鋼で減面率85%の溝ロール圧延を行った試料は、これに対してTSが1.3倍、YSが1.8倍に上昇、vTrsは140°C近く向上している。

実施例2

C/0.15, Si/0.39, Mn/1.44, P/0.015, S/0.004, Cu/0.23, Ni/0.18, Mo/0.05, V/0.042, Nb/0.028 (mass%) の化学組成を持つ鋼材 ($\phi 115 \times 300\text{mm}$ を 640°C の温度に1時間保持し、その後、各パス減面率約20%の多パス四角穴温間溝ロール圧延にて全減面率98.3%の圧延を行なった。なおこの圧延を行なうに当たり、最終パスの1パスおよび3パス前に梢円穴を通してした場合Aおよび通さなかった場合Bの2通りを実施した。場合A、Bにおける各々のL断面ミクロ組織写真を図5および図6に示す。Aの場合、梢円穴を通してしたときのL断面組織(図5)は等軸微細フェライト粒主体の組織となっている。これに対しBの場合、梢円穴を通さず全て四角形穴にて相似変形させたときのL断面組織(図6)は伸長粒組織となっている。

【0037】

【発明の効果】以上詳しく述べたように、この出願の発明によって、5mm以上の大口径棒状鋼材で、500MPa以上の強度を有し、かつ、延性、脆性遷移温度が -90°C の非常に優れた強度と韌性のバランスを有する高強度棒材が提供される。

【0038】さらに、圧縮中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴うように圧延することにより、T断面だけでなく、L断面の組織も等軸化することが可能である。また、この発明によって、稀少元素の使用量の節約、ならびに、強度向上により鋼材の使用量も軽減できる。

【0039】

【図面の簡単な説明】

【図1】多パス穴型圧延について示した概要図である。

【図2】B鋼で減面率が85%の溝ロール圧延を行った試料のミクロ組織をT断面の表面近傍について示した顕微鏡写真である。

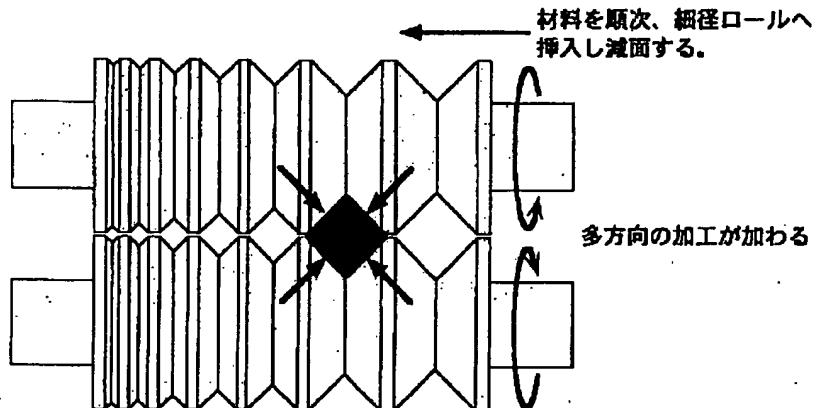
【図3】図2に対応してT断面の1/4Dの部位について示した顕微鏡写真である。

【図4】図2に対応してT断面の中心(1/2D)の部位について示した顕微鏡写真である。

【図5】四角穴溝ロール圧延パス途中に2回梢円パスを入れた場合の棒材L断面ミクロ組織である。

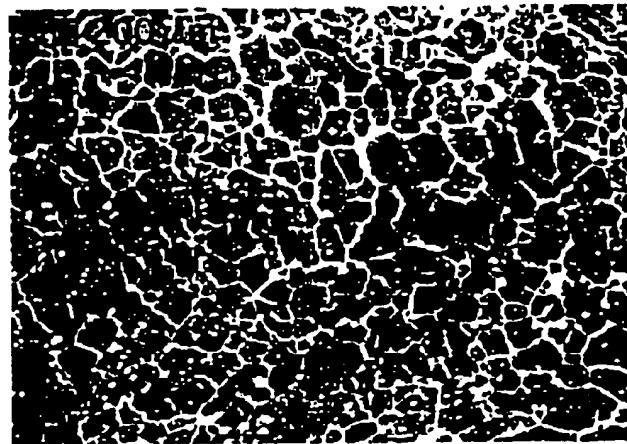
【図6】四角穴溝ロール圧延パス途中に1回も梢円パスを入れなかった場合の棒材L断面ミクロ組織である。

【図1】

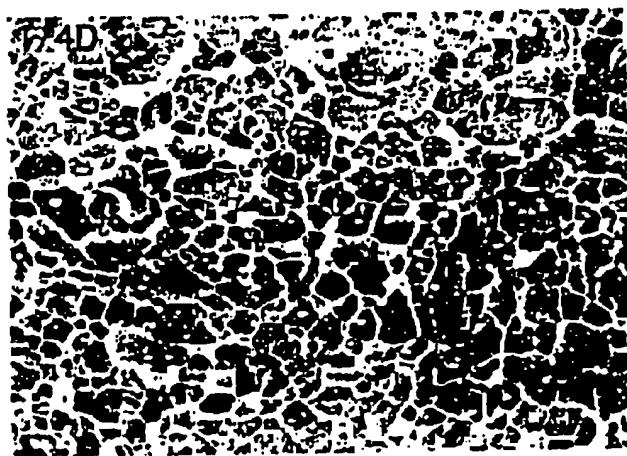


!(6) 000-309850 (P2000-:50

【図2】



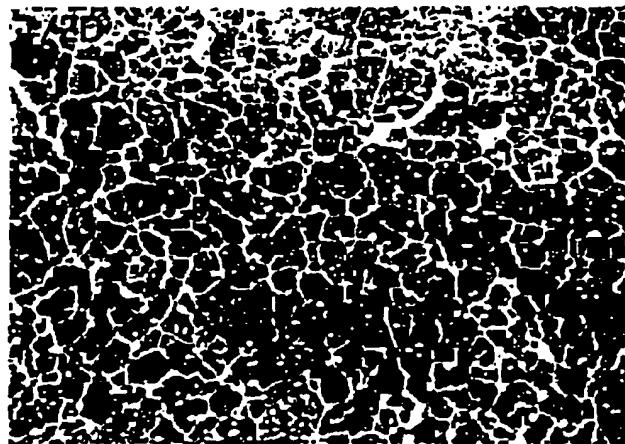
【図3】



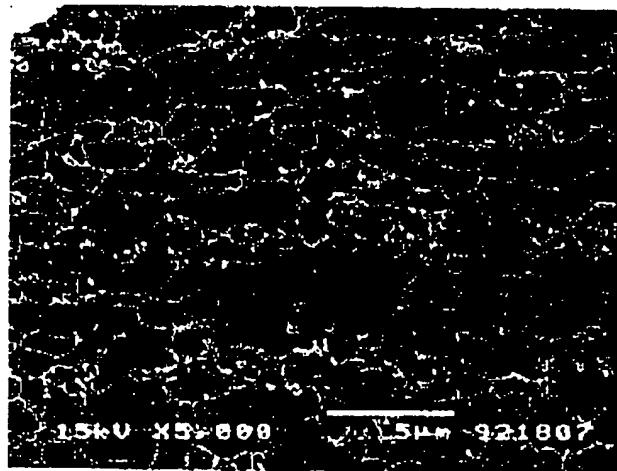
Best Available Copy

!(7) 000-309850 (P2000-50

【図4】

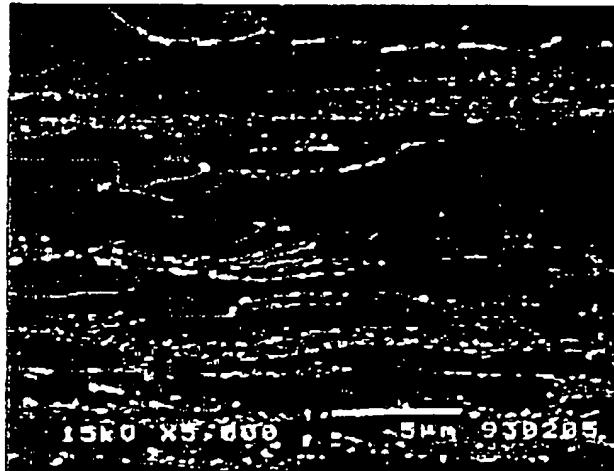


【図5】



Best Available Copy

【図6】



フロントページの続き

(72)発明者 烏塙 史郎
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学
技術庁金属材料技術研究所内
(72)発明者 津崎 兼彰
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学
技術庁金属材料技術研究所内

(72)発明者 長井 寿
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学
技術庁金属材料技術研究所内
F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11
AA12 AA14 AA15 AA16 AA17
AA19 AA22 AA23 AA24 AA31
AA35 AA36 AA37 AA40 BA02
CC01 CC02